

ВПЛИВ РОЗТЯГУВАННЯ З ОДНОЧАСНИМ КРУТІННЯМ НА ОТРИМАННЯ СТРУКТУРИ ЗЕРНИСТОГО ПЕРЛІТУ ПРИ СФЕРОІДІЗУЮЧОМУ ВІДПАЛІ

Пашинська О. Г., д.т.н., старший науковий співробітник, професор ТОВ «Технічний університет «Метінвест Політехніка»», м. Запоріжжя, провідний науковий співробітник ДОНФП ім. О. О. Галкіна НАН України, м. Київ, Україна, e-mail: elena.pashinska@gmail.com, ORCID: 0000-0001-7102-1544;

Пашинський В. В., д.т.н., доцент, професор ТОВ «Технічний університет «Метінвест Політехніка»», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: v.v.pashinskiy@nipolytech.education, ORCID: 0000-0003-0118-4748;

Бойко І. А., к.т.н., доцент, ТОВ «Технічний університет «Метінвест Політехніка»», м. Запоріжжя, Україна, e-mail: igor.boyko@nipolytech.education, ORCID: 0000-0001-7742-4694.

У роботі розглянуто шляхи створення ультрадрібнозернистого високоміцного дроту для забезпечення його надійності при використанні у елементах конструкції мостів, кранів та при виробництві шинного корду. У роботі було встановлено закономірності впливу складного навантаження крученням та розтягуванням на отримання структури зернистого перлиту при сфероїдизуючому відпалі. Як матеріал для досліджень використовували катанку з високовуглецевої сталі 75. У результаті крутіння та розтягування перлітні колонії деформовано, міжпластиночна відстань зростає, також збільшується частка цементитних пластин меншої довжини. Цей ефект пов'язаний з впливом дотичних напружень при крутінні та розтягуванні на тверді цементитні пластини, які крихко руйнуються під їх впливом. Встановлено, що крутіння з розтягуванням, виконане перед волочінням, приводить до подрібнення цементиту, що в свою чергу інтенсифікує процес сфероїдизації та допомагає створити оптимальну структуру для проведення подальшого волочіння. Показано, що для отримання структури зернистого перлиту для успішного проведення волочіння найкращою обробкою є обробка за варіантом – (гарячекатаний стан + деформація (розтяг з крутінням) + сфероїдизуючий відпал).

Ключові слова: високовуглецеві сталі; ферит; перліт; цементит; зернистий перліт; сфероїдизація; дотичні напруження; мікротвердість; неоднорідність; режим обробки.

DOI: 10.33815/2313-4763.2024.1.28.104-116

Вступ. В останні десятиліття зростає інтерес до методів інтенсивної пластичної деформації (ІПД), оскільки вони дозволяють виробляти об'ємні матеріали із підвищеними механічними та функціональними властивостями [1]. У звичайних процесах обробки металів тиском, таких як прокатка, кування та екструзія, прикладена пластична деформація зазвичай становить менше 2,0 [2, 3]. Коли багатопрохідна прокатка, волочіння та екструзія виконуються до пластичної деформації більше 2,0, товщина та діаметр стають дуже тонкими та непридатними для використання у конструкційних деталях. За допомогою ІПД отримують дрібнозернисту структуру сплавів, яку не можна отримати традиційними способами деформації. Щоб докласти надзвичайно велику деформацію до об'ємного металу без зміни форми, було розроблено велику кількість процесів ІПД. Такі схеми використовують складне навантаження зі зсувом, для отримання більших ступенів деформації [2–6].

Дрібне зерно, сформоване за такої обробки, призводить до зростання фізичних і механічних властивостей сталі за рахунок особливостей як самого зерна, так і його границь. Однак через механічно викликану міграцію границь зерен досягне зменшення розміру зерна має поріг, після чого його розмір вже не зменшується незважаючи на ріст деформації. Отже, додавання розчинених елементів або частинок другої фази дозволяє досягти інтенсивнішого зменшення розміру зерен. Завдяки своїй низькій розчинності та високій рухливості вони надзвичайно ефективно пригнічують приграничну міграцію. Найбільш широко використовуваним таким елементом є вуглець. Але дуже мало інформації щодо впливу вуглецю на подрібнення зерна і механічні властивості, що отримуються в результаті ІПД. Було б доцільно обговорити відповідні переваги та проблеми, пов'язані з дією вуглецю у

сталях при ПД. Незалежно від використовуваної стратегії можна отримати рівні міцності, які важко досягти при використанні інших легуючих елементів. Оскільки ми можемо керувати перерозподілом вуглецю між твердим розчином впровадження та карбідною фазою, а також впливати на її морфологію, то можливо формування високоміцного стану при збереженні пластичності матеріалу.

Постановка проблеми. Таким чином, попри велику кількість робіт, існує чимало питань щодо отримання оптимальної структури при застосуванні ПД. З цих причин актуально розширити знання про структурну еволюцію та механізми деформації, задіяні в процесі волочіння дроту, у зв'язку з його критичними застосуваннями, такими як елементи конструкцій мостів, кранів та у шинному корді. Зазвичай для отримання дроту з високовуглецевої сталі з кращими властивостями катанку піддають сфероїдізуючому відпалу та волочінню після нього. Це призводить до підвищення ціни дроту, додаткових витрат часу та енергоресурсів.

Аналіз останніх досліджень та публікацій. У літературі можна знайти різні схеми ПД та їх комбінації з традиційними схемами деформування: прокатка зі зсувом [7], рівноканально-кутове пресування [6] та кручення з розтягуванням [8–9]. У [7,10–12] показано, що комбінування ПД з подальшою прокаткою чи волочінням дозволяє отримати більший ступінь деформації та формує дисперсну структуру не тільки з підвищеним рівнем міцнісних характеристик, але і з підвищеним рівнем пластичності.

У [12] процеси ПД визначаються як процеси обробки металів тиском, при яких до об'ємного процесу додається інтенсивна пластична деформація з метою отримання ультрадрібнозернистого металу. Метою цих процесів при створенні ультрадрібнозернистого металу є виробництво деталей з використанням високоміцного металу для забезпечення безпеки та надійності. Також, у [12] обговорюються галузі застосування ультрадрібнозернистих (УДЗ) металів, та представлені технологічні процеси виготовлення, а саме рівноканальне кутове пресування (РККП), накопичувальна прокатка (НП), кручення під високим тиском (КВТ) та інші, а також показано властивості металів, оброблених процесами ПД. Крім того, розглянуто і комбіновані процеси, розроблені останнім часом. Однак у [12] не сформульовані критерії вибору типу деформації для досягнення певних властивостей сплавів.

У [13] було проведено всебічний огляд сучасної літератури по високоміцним дрібнозернистим сталям. Хоча в даний огляд включені відповідні технології проектування, обробки та термообробки сплавів, акцент робиться на технологію обробки дроту з високовуглецевої сталі, яка може бути досягнута за допомогою «традиційних» процесів прокатки та волочіння дроту. Термомеханічна обробка перлітної мікроструктури з наступною холодною витяжкою рекомендується як кращий процес для ефективного отримання ультрадрібнозернистої феритно-цементитної мікроструктури для надвисокоміцних дротів із надвисоковуглецевих сталей. Така схема дуже ефективна, але має обмеження при формуванні дрібнозернистої структури за рахунок зменшення технологічної пластичності.

У [14] показано, що у сталевих дротах при холодному волоченні формується висока міцність (5–6 ГПа) та зберігається достатня пластичність. У цій роботі представлено порівняльне дослідження сталевих дротів з вмістом вуглецю 0,84% на різних стадіях деформації. Виріб демонструє нормальну поведінку під час випробування на кручення. Зазначене випробування зазвичай використовується для підтвердження придатності дроту. Основна мета цього дослідження – розширити знання про структурну еволюцію після холодної витяжки з урахуванням механізмів деформації, розчинення цементиту після крутіння. Структурне дослідження підтвердило наявність явища скручування у дротах зі зміною відстаней та товщини цементитних пластин. Але в цій роботі не зроблено висновок, який режим обробки є найбільш ефективним з точки зору зміни стану цементитних пластин.

Огляд [15] стосується висвітлення сучасних поглядів на еволюцію мікроструктури в конструкційних та інструментальних вуглецевих сталях під час поверхневої інтенсивної

пластичної деформації (ПД). Основну увагу приділено ефектам нанокристалізації в приповерхневій зоні низьковуглецевих сталей з вмістом вуглецю 0,05–0,2%, середньовуглецевих сталей (вміст вуглецю 0,35–0,65%) і високовуглецевих сталей (вміст вуглецю 1,0–1,5%). Проаналізовано вплив параметрів ПД на нанокристалічну модифікацію таких основних фазових компонентів вуглецевих сталей, як ферит, перліт і цементит. Перевагою роботи є фактичне отримання великого зменшення фериту, перліту та цементиту у поверхневій зоні, що дозволяє зробити висновок про принципову можливість таких змін при великій деформації зі зсувом. Однак, з роботи не ясно: як отримати таку структуру в об'ємних зразках.

Удослідженні [16] дріт із надвисоковуглецевої сталі, що містить 1,8–2,1% вуглецю, може досягати дуже високої міцності після інтенсивної пластичної деформації завдяки отриманій тонкій структурі. У [16] обговорюється мікроструктурна еволюція під час волочіння дроту, а також міцність, що отримується в результаті, а також механізми зміцнення, що діють у цьому матеріалі. Інтенсивна деформація забезпечує значне вирівнювання перлітних пластин. Дислокаційні осередки розвиваються всередині феритних прошарків, і зі зростанням деформації їх розміри зменшуються. Ці дислокаційні осередки чинять опір динамічній рекристалізації під час волочіння дроту, тому можуть утворюватися надзвичайно дрібні субструктури ($d < 10$ нм). Обговорюється вплив обробки та складу на досягнення високої міцності цих дротів за рахунок ПД. Однак такі сталі не мають широкого застосування у світовій промисловості та в дослідженні недостатньо висвітлено механізми формування високоміцного стану на звичайних високовуглецевих сталях.

Ідея роботи полягає в тому, що крутіння з розтягуванням, виконане перед волочінням, має призвести до подрібнення цементиту, що своєю чергою може інтенсифікувати процес сфероїдизації та створити оптимальну структуру для проведення подальшого волочіння. Цей спосіб крутіння з розтягуванням може бути використано, коли є задача отримання дроту з високовуглецевої сталі для подальшого волочіння.

Метою досліджень було встановлення закономірностей складного навантаження крученням та розтягуванням на отримання структури зернистого перліту при сфероїдизуючому відпалі. Сфероїдизуючий відпал виконується для одержання структури до складу якої входять сфероїдизований цементит, рівномірно розподілений у феритній матриці. Така структура має забезпечити піддатливість матеріалу деформації у процесі волочіння при волочінні до дроту малого діаметра, залишаючись у пластичному стані досить довго. Мета дослідження може бути досягнута при експериментальних модельних дослідженнях, які дозволили ретельно вивчити вплив видів деформації на розмір, форму цементитних пластин та їх розташування у мікроструктурі дроту.

Задачею дослідження було вивчити змінення структури та властивостей високовуглецевої сталі 75 після різних варіантів термодіформувальної обробки.

Матеріал та методика досліджень. У якості матеріалу для досліджень використовували катанку діаметром 6,24 мм і довжиною 100 мм. Хімічний склад досліджуваної сталі в %: С – 0,72–0,8, Si – 0,17–0,37, Mn – 0,5–0,8, Ni – до 0,25, S – до 0,035, P – до 0,035, Cr – до 0,25, Cu – до 0,2. Виконувалися різні варіанти термодіформувальної обробки (табл. 1). Для деяких режимів перед деформацією проводився повний відпал при температурі 800°C з витримкою 10 хвилин та охолодженням у печі. Деформація полягала в одночасному крученні зі швидкістю 30 об/хв і розтягуванням напруженням 20 МПа до руйнування (рис. 1). Досліджувані зразки (1) були закріплені одним кінцем у нерухомий захват (2), іншим – у рухомий (3), який обертався з частотою 30 хв⁻¹. До цього захвату була прикладена сила F, яка розтягує зразок за допомогою навантаження (4). Для досліджень створювали напруження розтягування 20 МПа.

Таблиця 1 – Види деформаційної та термічної обробки зразків

Номер зразка	Деформаційна та термічна обробка
I	вихідний стан
II	вихідний стан + повний відпал
III	вихідний стан + деформація (розтяг з одночасним крученням)
IV	вихідний стан + повний відпал + деформація (розтягування з одночасним крученням)
V	вихідний стан + сфероїдизуючий відпал
VI	вихідний стан + деформація (розтягування з одночасним крученням) + сфероїдизуючий відпал
VII	вихідний стан+повний відпал + деформація (розтягування з одночасним крученням) сфероїдизуючий відпал

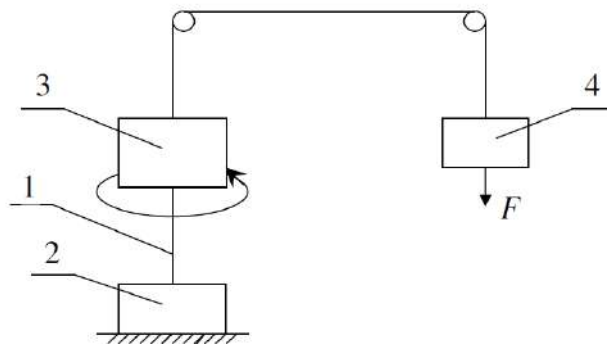


Рисунок 1 – Схема установки для одночасного крутіння з розтягуванням:
 1 – зразок, 2 – нерухоме захоплення, 3 – рухоме захоплення, 4 – вантаж

Наступним етапом було проведення сфероїдизуючого відпалу протягом 2,5 години при температурі 680°C з охолодженням у печі. Мікроструктуру отриманих зразків було досліджено на оптичному мікроскопі фірми Olympus GX41.

Вимірювання інтегрованої мікротвердості проводилися методом Віккерса на напівавтоматичному твердомірі V-700 фірми FUTURE-TECH з навантаженням 4,90 Н (5 кгс). Розподіл мікротвердості перерізу було проведено на напівавтоматичному мікротвердомірі FM7 фірми FUTURE-TECH з навантаженням 1961 мкН (приблизно 200 гс).

Результати досліджень. Структура сталі у вихідному стані характеризувалася шістьма різними областями рис. 2. На рис. 3 представлені мікроструктури досліджуваних зразків у вихідному стані та після відпалу перед деформацією. Мікроструктура зразка у вихідному стані в зоні 1 (рис. 3 а) характеризувалася мартенситною структурою, яка могла з'явитися у процесі виробництва дроту.

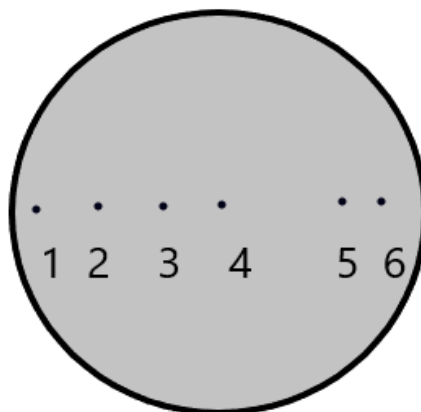


Рисунок 2 – Схема розташування зон для досліджень мікроструктури катанки

Ширина цієї зони становила ~ 225 мкм. У зоні 2 була виявлена область грубозернистої перлітної структури шириною ~ 300 мкм, причому пластинки цементиту було чітко видно. У зоні 3 (рис. 3 б) спостерігалася перлітна структура з феритною сіткою, із зерном більшим, ніж у центрі катанки в зоні 4 (рис. 3 в). Саме ця структура займає найбільшу зону досліджуваного зразка. У зоні 5 структура змінюється на ферито-перлітну, де ферит має вигляд деформованих зерен за межами перліту. Ширина цієї зони 165 мкм. У зоні 6 сформована феритна структура, вона займає ширину ~ 8 мкм. Слід зазначити, що розмір перліт-феритної суміші збільшується при переміщенні від краю зразка до центра.

Таким чином, показано, що у вихідному стані катанка має неоднорідну будову з кількома типами характерної структури. Тому для подальших досліджень найбільш показовими областями є зони 1, 3, 4, які було обрано для досліджень у деформаційно- та термічно оброблених зразках.

Катанка після повного відпалу (рис. 3 г, д, е) по всьому перерізу має перлітно-феритну структуру. Це дозволяє зробити висновок про сприятливий вплив відпалу на однорідність структури катанки в поперечному перерізі. Слід зазначити, що розмір зерен збільшується при переміщенні від краю зразка до центра, що обумовлено успадкуванням вихідної структури сформованої катанки при прокатці.

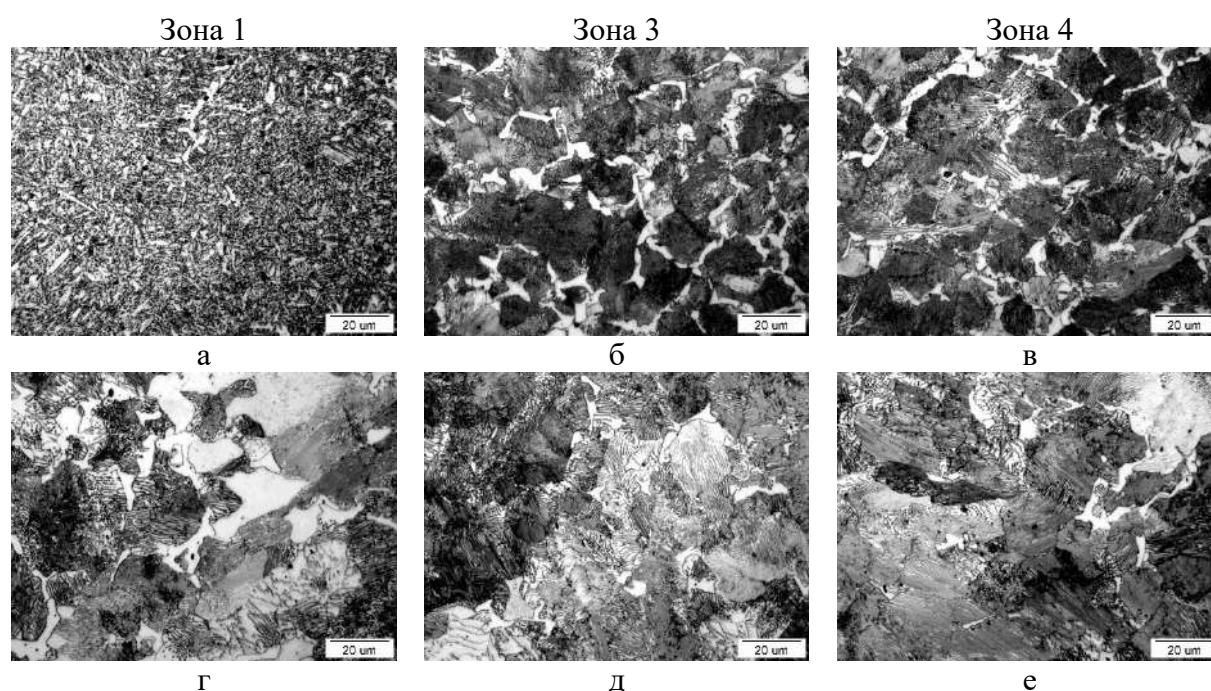


Рисунок 3 – Мікроструктури катанки: а, б, в – зразки № I у вихідному стані та г, д, е – зразки № II після повного відпалу

У процесі кручення з одночасним розтягуванням зразки поведилися по-різному. Руйнування зразка у вихідному стані настало після 2,5 обертів ($\epsilon=1,63\%$), а зразка після повного відпалу після 4 обертів ($\epsilon=2,61\%$). Різну поведінку матеріалу можна пояснити тим, що після повного відпалу матеріал характеризується більшою пластичністю. До того ж, як було показано вище, це може бути пов'язане з однорідністю структури після відпалу.

На рис. 4 представлена структура сталі після деформації крученням та одночасним розтягуванням. У мікроструктурі сталі зразків після деформації у вихідному стані (рис. 4 а) у зоні 1 збереглася мартенситна структура, проте при наблизенні до центра зразка мартенситна структура змінюється на ферито-перлітну і зерно збільшується при переміщенні до центра зразка (рис. 4 б).

Структура деформованого зразка після повного відпалу та крутіння з одночасним розтягуванням (рис. 4 г) у зоні 1 характеризується наявністю нерівномірної сітки фериту. У результаті крутіння та розтягування зерна фериту деформовано. При переміщенні від краю

зразка до центра зразка сітка фериту стає тоншою (рис. 4 д, е), а перліт добре розділяється. Добре видно, що збільшується частка цементитних пластин меншої довжини (з порівняння рис. 3 і 4 д). Цей ефект може бути пов'язаний з впливом дотичних напружень при крученні та розтягуванні на тверді цементитні пластини, які крихко руйнуються під їх впливом, подібно до того, як це спостерігалось при волочінні зі зсувом [8].

Розглянемо, як така різна структура впливає на процес сфероїдизації сталі. Структура катанки після сфероїдизуючого відпалу представлена на рис. 5. У мікроструктурі катанки у вихідному стані (рис. 5 а) у зоні 1 найбільш дрібнозерниста структура, бо у цій зоні перед сфероїдизацією була мартенситна структура.

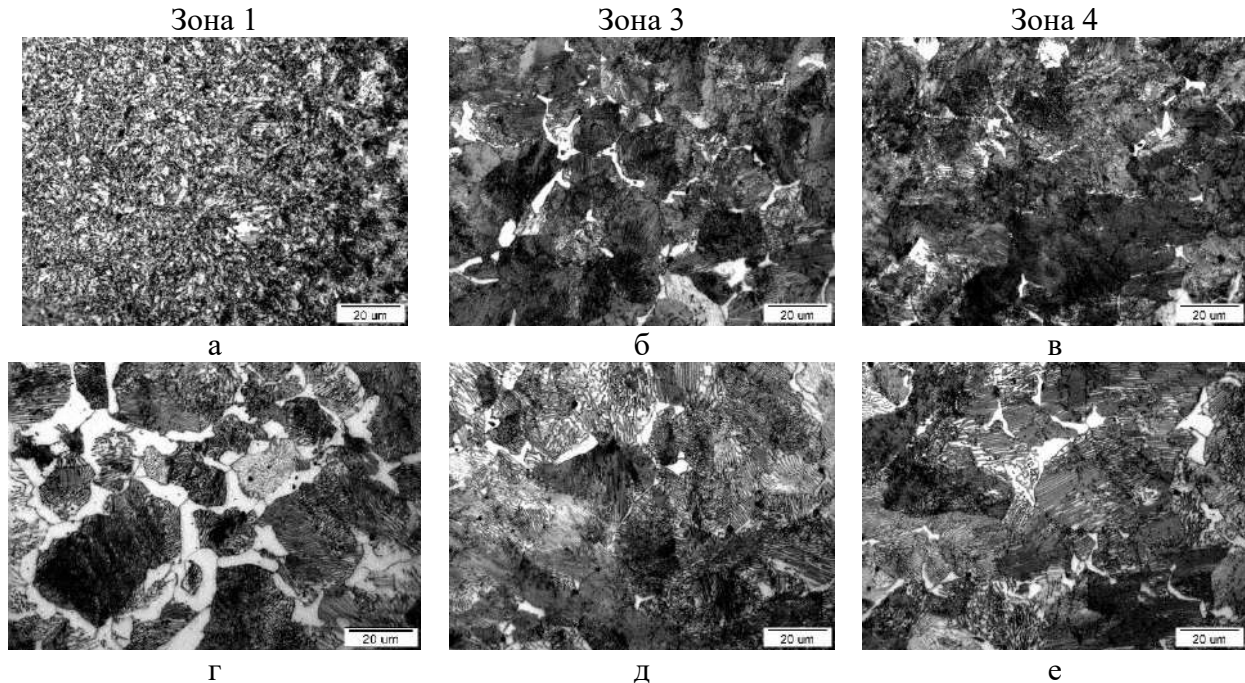
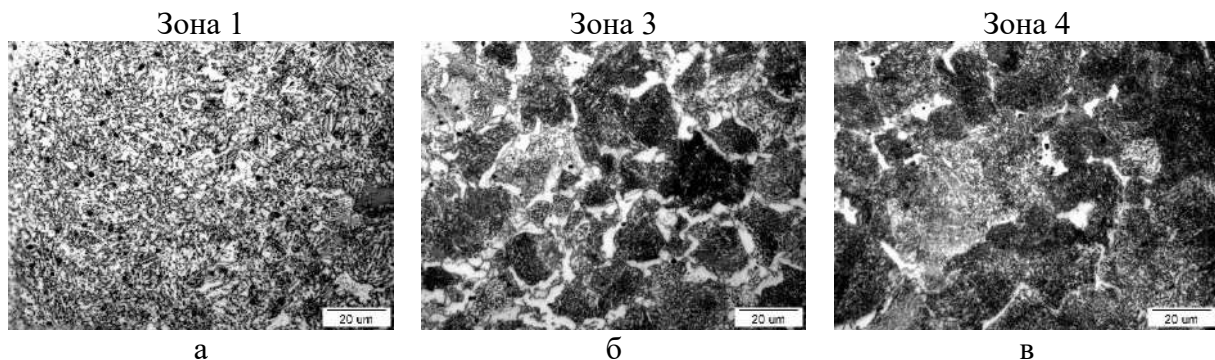


Рисунок 4 – Мікроструктура катанки після крутіння з одночасним розтягуванням:
а, б, в – зразки № III у вихідному стані і г, д, е – зразки № IV після повного відпалу

Сфероїдизований цементит рівномірно розташований у феритній матриці. У зоні 3 видно феритна сітка, яка стає набагато менш вираженою в зоні 4. Крім структури зернистого перліту, можна побачити колонії пластинчастого перліту (рис. 5 в). В цілому при переміщенні від поверхні до центра зразків спостерігається укрупнення зерен перліту, що спостерігалось в структурі катанки після прокатки (рис. 3 в). Загалом, структуру не можна назвати гарною в сенсі подальшого волочіння з декількох причин:

- різка відмінність між поверхневою зоною та центром зразків;
- наявність феритної сітки;
- різнозернистість за перерізом.



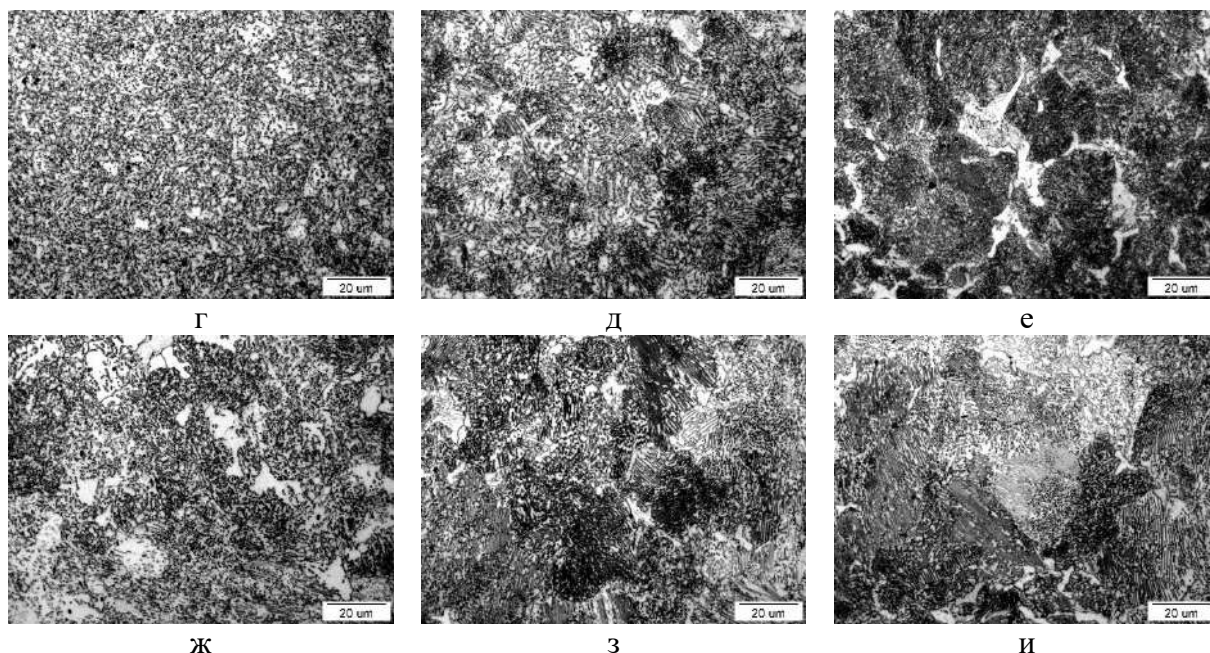
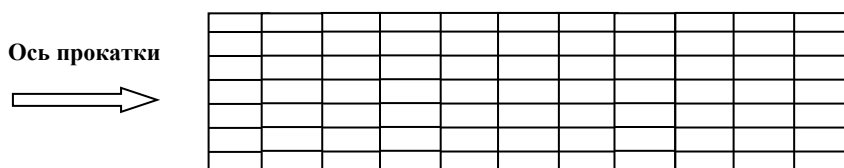


Рисунок 5 – Мікроструктури сталі після сфероїдизуючого відпалу: а, б, в – зразки № V у вихідному стані, г, д, е – зразки №VI після деформації крутінням з одночасним розтягуванням, ж, з, і – зразки № VII після повного відпалу деформації крутінням з розтягуванням

Сфероїдизація сталі після деформації (рис. 5 г, д, е) дозволила отримати структуру зернистого перліту на більшій площі зразка. Так як і в ділянках №1 та №3 зразка №V спостерігається дрібна рівномірна структура сфероїдизованого цементиту в феритній основі, але в зоні 3 спостерігається також невелика кількість пластинчастого перліту. У зоні 4 досліджуваного зразка №VI видно сфероїдизовану структуру, проте є місця сегрегації фериту. Така структура може бути надзвичайно перспективною з погляду підвищення технологічної волочимості металу при подальшій обробці.

Сфероїдизуючий відпал зразка після повного відпалу та деформації (рис. 5 ж, з, і) також дозволив отримати сфероїдизовану структуру, але ця структура грубіша. У зоні 1 має місце сегрегації фериту, у зоні 3 і 4 спостерігаються фрагменти пластин цементиту більшого розміру (порівняно з рис. 5 д), до того ж вони сфероїдизовані набагато меншою мірою, ніж у зразку №VI. Позитивною рисою цієї обробки є те, що вона дозволяє отримати однорідну структуру по усьому перерізу зразка.

Результати вимірювання твердості по Віккерсу HV5 у п'яти точках на середині радіусу катанки (таблиця 2) показали, що найбільшу твердість має зразок у вихідному стані (близько 370 HV). Повний відпал знизив твердість приблизно на 100 HV. Але кручення з одночасним розтягуванням знизило мікротвердість на 40 HV. Це може бути пов'язане з поворотом цементитних пластин під дією дотичних напружень при крученні на кут 35–45° як це було показано в роботі [7]. Пояснимо цю думку схемою розташування зерен до осі прокатки (рис. 6 а) і осі кручення з розтягуванням (рис. 6 б). Оскільки гаряча прокатка катанки відноситься до одноосної деформації, то спостерігається деяка структурна анізотропія вздовж осі деформації, але вона змінюється при подальшому розтягуванні.



а

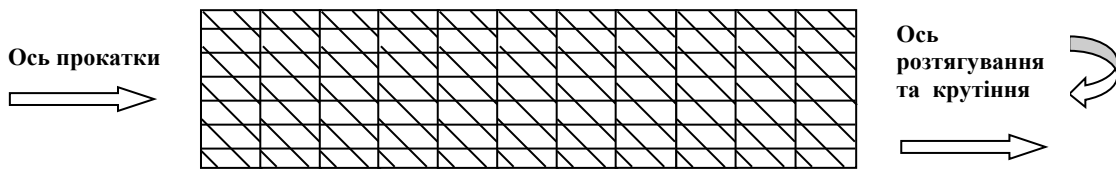

б

Рисунок 6 – Схема розташування зерен вздовж осі прокатки (а) і після прокатки та подальшого кручення та розтягування (б)

Деформація крученням з одночасним розтягуванням після повного відпалу підвищила мікротвердість до 300 HV, що є очікуваним ефектом. Сфероїдизуючий відпал значно знизив твердість. Після такої обробки найменша твердість спостерігалася у зразка після повного відпалу та деформації (205 HV).

Таблиця 2 – Результати вимірювань мікротвердості

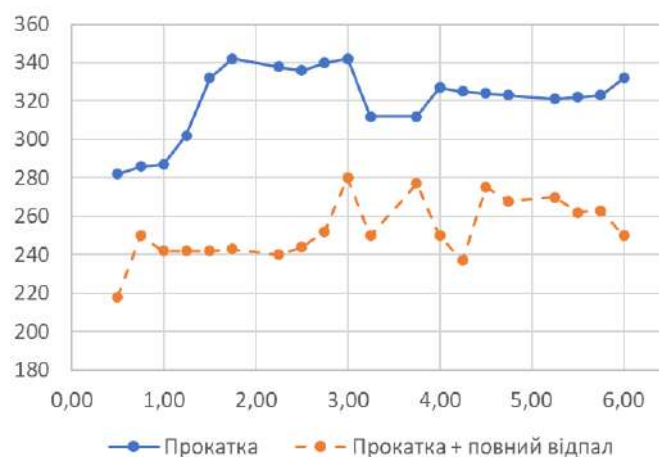
Вид обробки	Мікротвердість, HV _{0,2}	
	Перед сфероїдизуючим відпалом	Після сфероїдизуючого відпалу
Вихідний стан	373 ± 11	239 ± 7
Вихідний стан + повний відпал	276 ± 12	284 ± 14
Вихідний стан + кручення з розтягуванням	331 ± 16	234 ± 4
Вихідний стан + повний відпал + кручення з розтягуванням	301 ± 13	205 ± 1

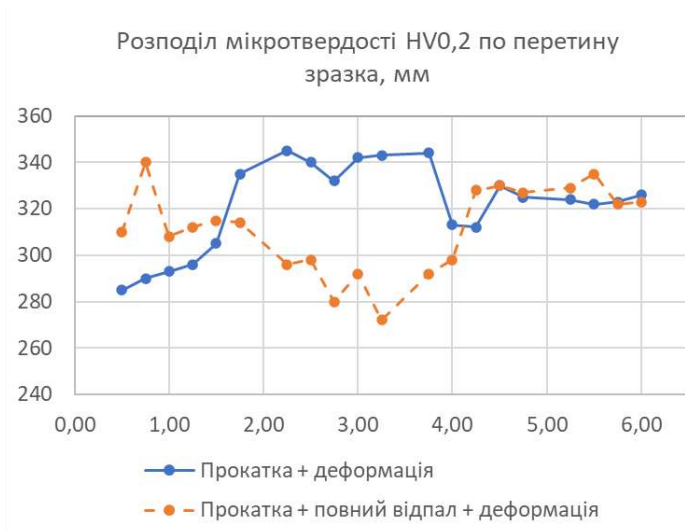
На рис. 6 а представлено розподіл мікротвердості HV_{0,2} по перерізу зразків у вихідному стані і після повного відпалу. Так як структура зразка у вихідному стані була нерівномірною (рис. 3 а – в), то крива розподілу мікротвердості теж виглядає нерівномірною.

Повний відпал знизив мікротвердість по всьому перетину на 50–70 одиниць (з 300 HV у вихідному стані до 250 HV). Велике зниження мікротвердості спостерігається на поверхні в районі шару зі знизеним вмістом вуглецю, а також у зоні 3, що може бути пов'язане з потраплянням індентора мікротвердоміра в ферит, який успадковується від початкового стану катанки (рис. 3 б).

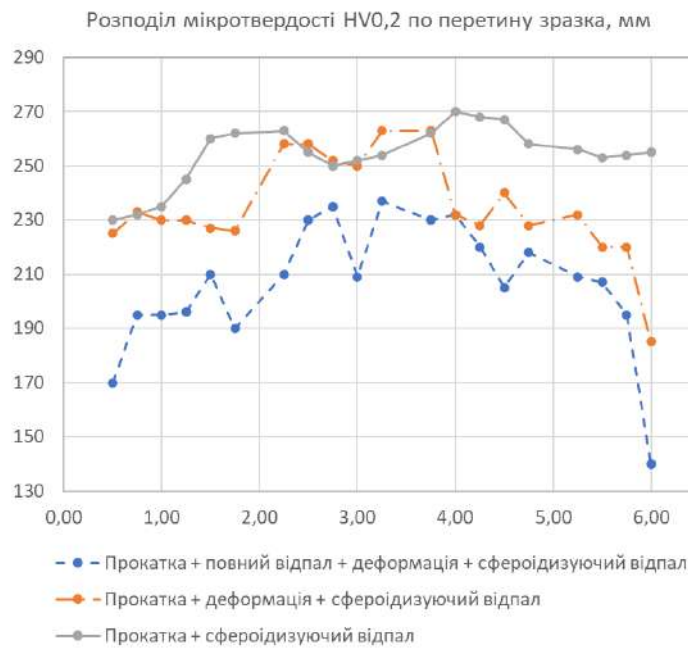
На рис. 6 б представлено розподіл мікротвердості по перерізу зразків після кручення з одночасним розтягуванням. Загальне зниження рівня мікротвердості, що спостерігається, як було сказано вище, може бути пов'язане з поворотом зерен. Саме цим може бути також пояснено той факт, що в цих зразках не спостерігається зниження твердості при переході від мартенситного шару до ферито-перлітного (від зони 1 до зони 3).

Розподіл мікротвердості HV_{0,2} по перетину зразка, мм


а



б



в

Рисунок 6 – Розподіл мікротвердості HV_{0,2} за перерізом зразків у вихідному стані після прокатки (а), після прокатки та кручення з одночасним розтягуванням (б) та після додаткового сфероїдизуючого відпалу (в)

Ефект крутіння з розтягуванням добре видно на зразках попередньо відпалених. Зростання середніх значень твердості з 284 HV до 331 HV показує, що деформація призводить до зміцнення в цілому, проте якщо після відпалу до кручення з розтягуванням спостерігалось зменшення концентрації вуглецю та пов'язане з ним зниження мікротвердості на поверхні, то після деформації такий ефект не спостерігається. Слід звернути увагу, що зниження значень мікротвердості в зоні 3 успадковуються від вихідного стану після повного відпалу і після кручення з одночасним розтягуванням.

Розподіл мікротвердості зразків після сфероїдизуючого відпалу представлено на рис. 6 в. У всіх випадках цей вид термообробки значно знизив мікротвердість перерізу для всіх зразків. Найбільш рівномірний розподіл у зразка після термообробки у вихідному стані. Мікротвердість у середньому знизилася з 373 HV до 239 HV після сфероїдизуючого відпалу. Однак при сфероїдизуючому відпалі на всіх зразках спостерігається зниження мікротвердості до поверхні зразка, що пов'язане зі зменшенням вмісту вуглецю.

Сфероїдізуючий відпал зразка деформованого крученням з розтягуванням майже не змінив рівень мікротвердості порівняно з вихідним станом після прокатки (відповідно 239 та 243 HV). Розподіл мікротвердості менш однорідний, ніж у разі відпалу недеформованого вихідного зразка. Позитивним є той факт, що на поверхні зразка в деяких зонах спостерігаються значення мікротвердості, які можна порівняти зі зразками № VII після повного відпалу. Це явище пов'язане з неоднорідністю деформації при крученні з розтягуванням, і це є позитивним фактом з точки зору підвищення деформованості металу при подальшому волочінні.

Найменші значення мікротвердості були отримані на деформованому зразку після повного відпалу: від 239 HV вони знизилися до 205 HV. Крива розподілу нерівномірна, це можна пояснити тим, що у структурі металу спостерігаються області з пластинчастого перліту, які чергуються з областями зі сфероїдізованого перліту.

Висновки

У результаті проведених досліджень можна сформулювати такі твердження:

1. Повний відпал дозволив отримати перліто-феритну структуру по всьому перерізу з великим зерном, порівняно зі зразком у вихідному стані та знизити твердість на 90–100 HV.

2. Кручення з одночасним розтягуванням у невеликій мірі вплинуло на структуру, з'являються деформовані зерна, але твердість знизилася на 40 HV. Це може бути пов'язане з поворотом цементитних пластин під дією дотичних напружень при крученні на кут $35\text{--}45^\circ$. У результаті кручення та розтягування перлітні колонії деформовано, міжпластиночна відстань зростає, а також збільшується частка цементитних пластин меншої довжини. Цей ефект пов'язаний з впливом дотичних напружень при крученні та розтягуванні на тверді цементитні пластини, які крихко руйнуються під їх впливом.

3. Найкраща структура (рівномірний зернистий перліт) отримана в результаті сфероїдізуючого відпалу зразка деформованого крученням з розтягуванням у вихідному стані. Структура рівномірна, феритна сітка спостерігається лише у центрі зразка (зона 4).

4. Сфероїдізуючий відпал дозволив значно знизити твердість (у середньому на 100 HV), що має позитивний вплив на процес подальшого волочіння. Найбільше зниження твердості спостерігалось у зразка сфероїдізованого після повного відпалу та деформації крученням з розтягуванням, хоча у структурі не вдалося отримати зернистого перліту. Незважаючи на те, що крива розподілу мікротвердості зразка після сфероїдізованого відпалу деформованого у вихідному стані нерівномірна, середні значення мікротвердості нижче, ніж середнє значення мікротвердості сфероїдізованого зразка у вихідному стані.

5. Аналізуючи вище сказане, можна зробити висновок про те, що для досягнення мети отримання структури зернистого перліту з низькими значеннями мікротвердості для успішного проведення волочіння найкращою обробкою є обробка за варіантом VI (вихідний стан + деформація (розтяг з крученням) + сфероїдізуючий відпал).

Перспективи досліджень полягають у тому, щоб провести практичне підтвердження фактів впливу комбінованої пластичної деформації на процеси формування зернистого перліту при сфероїдізуючому відпалі. Це може відбутися на реальному виробництві при реалізації схеми кручення з розтягуванням при волочінні дроту та подальшому його сфероїдізуючому відпалі.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Bachmaier A., Pippan R., Renk O. Effect of Carbon in Severe Plastically Deformed Metals. *Advanced Engineering Materials*. 2020. Vol. 22, Is. 12. (2000879). P. 1–20. <https://doi.org/10.1002/adem.202000879>.
2. Огородников В. А., Деревенько І. А., Алієва Л. І. Ресурс пластичності металів при холодній об'ємній формозміні: монографія. Вінниця: ВНТУ, 2016. 176 с.
3. Хоменко А. В. Висока пластична деформація: методи та математичні моделі формування наноматеріалів. *Журнал фізичних досліджень*. 2020. Т. 24 (2). С. 2001–1 – 2001–20 [20 страниц]. <https://doi.org/10.30970/jps.24.2001>.

4. Horita Z., Edalati K. Severe Plastic Deformation for Nanostructure Controls. *Materials transactions*. 2020. Vol. 61, Iss. 11. P. 2241–2247. DOI <https://doi.org/10.2320/matertrans>.
5. Azushima A., Kopp R., Korhonen A., Yang D. Y., Micari F., Lahoti G. D., Groche P., Yanagimoto J., Tsuji N., Rosochowski A., Yanagida A. Severe plastic deformation (SPD) processes for metals. *CIRP Annals*. 2008. Vol. 57(2). P.716–735. – <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2008.09.005>.
6. Sha G., Wang Y. B., Liao X. Z., Duan Z. C., Ringer S. P., Langdon T. G. Influence of Equal-Channel Angular Pressing on Precipitation in an Al-Zn-Mg-Cu Alloy. *Acta Materialia*. 2009. Vol. 57 (10). P. 3123–3132. – <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.03.017>.
7. Пащинська О. Г. Фізико-механічні основи подрібнення структури при комбінованій пластичній деформації: монографія. Донецьк: Вебер, 2009. 352 с.
8. Zavdoveev A., Baudin T., Rogante M., Pashinska E., Skoryk M. Shear impact during steel wire drawing on grain bound, aries and mechanical properties. *Letters on materials*. 2020, 10(4s). P. 558–565. <https://lettersonmaterials.com/en/Readers/Article.aspx?aid=35968>.
9. Pashynska O., Pashynskiy V., Kraliuk M., Boyko I. Forming of properties complex of copper wire by the method of combined deformation by torsion and tension. *Technology Audit and Production Reserves*, 1(1(63)), pp. 16–22. 2022. <https://doi.org/10.15587/2706-5448.2022.252282>.
10. Pashinska E., Varyukhin V., Myshlaev M. and Zavdoveev A. Formation of structure and properties of low-carbon steel under rolling with shear and cold drawing. *Advanced Engineering Materials*. 2013. Vol. 16(1). P.26–32. <http://dx.doi.org/10.1002/adem.201300197>.
11. Pashynska, Skulskiy V. Yu., Boyko I. O. Structure and properties of a low-carbon steel wire after combined cold deformation. *International scientific conference “MININGMETALTECH 2023 – The mining and metals sector: integration of business, technology and education”*: conference proceedings. 2023. Riga, Latvia: “Baltija Publishing”. 2023. Vol. 1. P. 99–102. DOI <https://doi.org/10.30525/978-9934-26-361-3-30>.
12. Azushima A., Kopp R., Korhonen A., Yang D. Y., Micari F., Lahoti G. D., Groche P., Yanagimoto J., Tsuji N., Rosochowski A., Yanagida A. Severe plastic deformation (SPD) processes for metals. *CIRP Annals*. 2008. Vol. 57(2). P. 583–772. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2008.09.005>.
13. Li L., Virta J. Ultrahigh strength steel wires processed by severe plastic deformation for ultrafine grained microstructure. *Materials Science and Technology*. (2011). Vol. 27(5). 845–862. <https://doi.org/10.1179/026708310X12677993662087>.
14. Brandaleze E. High deformation effects on the plasticity of ultra-high carbon steel wires. June 2018. *Advanced Materials Proceedings*. Vol. 3(6). P. 414–418. DOI:10.5185/amp.2018/930.
15. Vasylyev M. O., Mordyuk B. M., Voloshko S. M., Lesyk D. A. Microstructure Evolution of the Carbon Steels during Surface Severe Plastic Deformation. *Progress in Physics of Metals*. Vol. 22(4). P. 562–618 (2021); doi: 10.15407/ufm.22.04.562.
16. Lesuer D. R., Syn C. K., Sherby O. D. Influence of Severe Plastic Deformation on the Structure and Properties of Ultrahigh-Carbon Steel Wire. *HATO Science Series (ASHT)*. V. 80. P. 357–366. https://doi.org/10.1007/978-94-011-4062-1_46.

REFERENCES

1. Bachmaier, A., Pippan, R., Renk, O. (2020). Effect of Carbon in Severe Plastically Deformed Metals. *Advanced Engineering Materials*. Vol. 22, Is. 12. (2000879). P. 1–20. <https://doi.org/10.1002/adem.202000879>.
2. Ohorodnykov, V. A., Derevenko, Y. A., Alyeva, L. Y. (2016). Resurs plastychnosti metalliv pry kholodnom ob'ємnom formoyzmenenyy: monohrafiya. Vynnytsa: VNTU, 176 s.
3. Khomenko, A. V. (2020). Visokaia plastycheskaia deformatsiya: metody y matematycheskye modely formyrovaniya nanomateryalov. *Zhurnal fizychnykh doslidzhen*. T. 24 (2). С. 2001–1 – 2001–20 [20 stranys]. <https://doi.org/10.30970/jps.24.2001>.
4. Horita, Z., Edalati, K. (2020). Severe Plastic Deformation for Nanostructure Controls. *Materials transactions*. Vol. 61, Iss. 11. P. 2241–2247. DOI <https://doi.org/10.2320/matertrans>.

5. Azushima, A., Kopp, R., Korhonen, A., Yang, D. Y., Micari, F., Lahoti, G. D., Groche, P., Yanagimoto, J., Tsuji, N., Rosochowski, A., Yanagida, A. (2008). Severe plastic deformation (SPD) processes for metals. *CIRP Annals*. Vol. 57(2). P. 716–735. – <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2008.09.005>.
6. Sha, G., Wang, Y. B., Liao, X. Z., Duan, Z. C., Ringer, S. P., Langdon, T. G. (2009). Influence of Equal-Channel Angular Pressing on Precipitation in an Al-Zn-Mg-Cu Alloy. *Acta Materialia*. Vol. 57 (10). P. 3123–3132. – <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.03.017>.
7. Pashynska, O. H. (2009). Fyzyko-mekhanichni osnovy podribnennia struktury pry kombinovanoi plastychnoi deformatsii: monohrafiia. Donetsk: Veber. 352 s.
8. Zavdoveev, A., Baudin, T., Rogante, M., Pashynska, E., Skoryk, M. (2020). Shear impact during steel wire drawing on grain bound, aries and mechanical properties. *Letters on materials*, 10(4s). P. 558–565. <https://lettersonmaterials.com/en/Readers/Article.aspx?aid=35968>.
9. Pashynska, O., Pashynskiy, V., Kraliuk, M., Boyko, I. (2013). Forming of properties complex of copper wire by the method of combined deformation by torsion and tension. *Technology Audit and Production Reserves*, 1(1(63)), rr. 16–22. 2022. <https://doi.org/10.15587/2706-5448.2022.252282>.
10. Pashynska, E., Varyukhin, V., Myshlaev, M. and Zavdoveev, A. (2013). Formation of structure and properties of low-carbon steel under rolling with shear and cold drawing. *Advanced Engineering Materials*. Vol. 16(1). P. 26–32. <http://dx.doi.org/10.1002/adem.201300197>.
11. Pashynska, Skulskiy, V. Yu., Boyko, I. O. (2023). Structure and properties of a low-carbon steel wire after combined cold deformation. *International scientific conference “MININGMETALTECH 2023 – The mining and metals sector: integration of business, technology and education”*: conference proceedings. Riga, Latvia: “Baltija Publishing”. Vol. 1. P. 99–102. DOI <https://doi.org/10.30525/978-9934-26-361-3-30>.
12. Azushima, A., Kopp, R., Korhonen, A., Yang, D. Y., Micari, F., Lahoti, G. D., Groche, P., Yanagimoto, J., Tsuji, N., Rosochowski, A., Yanagida, A. (2008). Severe plastic deformation (SPD) processes for metals. *CIRP Annals*. 2008. Vol. 57(2). P. 583–772. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2008.09.005>.
13. Li, L., Virta, J. (2011). Ultrahigh strength steel wires processed by severe plastic deformation for ultrafine grained microstructure. *Materials Science and Technology*. Vol. 27(5). 845–862. <https://doi.org/10.1179/026708310X12677993662087>.
14. Brandaleze, E. (2018). High deformation effects on the plasticity of ultra-high carbon steel wires. *Advanced Materials Proceedings*. Vol. 3(6). P. 414–418. DOI:10.5185/amp.2018/930.
15. Vasylyev, M. O., Mordyuk, B. M., Voloshko, S. M., Lesyk, D. A. (2021). Microstructure Evolution of the Carbon Steels during Surface Severe Plastic Deformation. *Progress in Physics of Metals*. Vol. 22(4). P. 562–618; doi: 10.15407/ufm.22.04.562.
16. Lesuer, D. R., Syn, C. K., Sherby, O. D. Influence of Severe Plastic Deformation on the Structure and Properties of Ultrahigh-Carbon Steel Wire. *NATO Science Series (ASHT)*. V. 80. P. 357–366. https://doi.org/10.1007/978-94-011-4062-1_46.

Pashynska O., Pashynskiy V., Boiko I. THE INFLUENCE OF TENSION WITH SIMULTANEOUS ROTATION ON OBTAINING THE STRUCTURE OF GLOBULAR PEARLITE DURING SPHEROIDIZING ANNEALING

Abstract. The development of new technologies of severe plastic deformation to form strengthened ultrafine-grained state in materials is a promising way of properties increasing. Such materials demonstrate not only a high level of strength properties, but also a sufficient level of technological plasticity. In current work, ways to form an ultrafine-grained high-strength state in wire by its intensive combined deformation and heat treatment are discussed. The goal of the work was to establish the fundamentals of the influence of intensive combined plastic deformation by torsion and tension on the formation of the structure of globular pearlite during spheroidizing annealing. The wire rod made of high-carbon steel grade 75 was used for investigation. The wire from this steel is used to produce reinforced concrete parts, for manufacturing of steel ropes, and as material for metal cord. It has been shown that as a result of torsion and tension treatment, pearlite colonies are deformed, the interlamellar distance increases, and the proportion of cementite plates of shorter length also increases. This effect deals with the influence of shear stresses during treatment on brittle cementite

plates, which fragment under the influence of deformation. It has been established that torsion with tension, fulfilled before drawing, activates the cementite particles refinement, which intensifies the spheroidization process and provides formation of optimal structure for further drawing. It has been shown that to obtain the structure of globular pearlite for successful drawing, the best way is wire rod processing after hot rolling according to the scheme: deformation with tension and torsion and subsequent spheroidizing annealing. In this work the results of such scheme realization were considered. Positive influence of preliminary combined plastic deformation on the formation of the structure of globular pearlite during spheroidizing annealing can be used at industry for producing spheroidized wire. The effect of proposed technology on the spheroidization process can reduce the duration of the spheroidizing annealing, and this will decrease the energy consumption and oxidative decarburization of the wire surface.

Key words: *high-carbon steels; ferrite; perlite; cementite; globular perlite; spheroidization; tangential stresses; microhardness; heterogeneity; processing mode.*

© Пашинська О. Г., Пашинський В. В., Бойко І. А.

Статтю прийнято до редакції 20.12.2023